

STEEL FOR MACHINE STRUCTURAL USE EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE

Publication number: JP3243745
Publication date: 1991-10-30
Inventor: TSUMURA TERUTAKA; NAKAZATO FUKUKAZU;
MINO TADAYUKI
Applicant: SUMITOMO METAL IND
Classification:
- international: C22C38/00; C22C38/48; C22C38/00; C22C38/48;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/48
- european:
Application number: JP19900040592 19900220
Priority number(s): JP19900040592 19900220

Report a data error here

Abstract of JP3243745

PURPOSE: To manufacture a steel for machine structural use excellent in tensile strength and delayed fracture resistance by preparing a steel having a specified compsn. in which the content of Ni, Mo, V and Nb is specified and the content of P, S, Mn, Si and Cr is controlled. **CONSTITUTION:** A steel contg., by weight, 0.35 to 0.50% C, $\leq 0.20\%$ Si, $\leq 0.35\%$ Mn, 0.012% P, $\leq 0.01\%$ S, 1.0 to 3.0% Ni, $\leq 0.25\%$ Cr, 0.40 to 1.5% Mo, 0.05 to 0.50% V, 0.005 to 0.20% Nb, 0.005 to 0.10% Al and the balance substantial Fe with inevitable impurities is prepd. In this way, the steel for machine structural use having about $\geq 140\text{kg f/mm}^2$ tensile strength and excellent in delayed fracture resistance can be obtd. and is useful for high tensile bolts, PC steel bars or the like.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

の「摩滅接合用高力六角ボルト、六角ナット、平
底金セット」においてF 8 T (引張り強さ: 80 ~
100 kgf/mm²)、F 10 T (同100 ~ 120 kgf/mm²)、
及びF 11 T (同110 ~ 130 kgf/mm²)の3種に
規定され、しかもF 11 Tについては、なるべく
使用しないことと注意事項が付されている。また、
土木建設機械用として耐摩耗性の要求される鋼板
においても引張り強さが125 kgf/mm²を超えるも
のでは使用中の遅れ破損が問題とされている。

これに対して、上記の通常の低合金鋼より耐摩
れ破損性の優れた鋼として、例えば18%Ni-7.5
%Co-5%Mo-0.5%Ti-0.1%Alの組成を有す
る18%Niマルエージング鋼があり、この鋼は、引
張り強さが150 kgf/mm²程度のもので遅れ破損
の発生が少なく使用できるが、まわめて高価な
鋼であるため、経済性の点で一部のまわめて限ら
れた用途にしか実用化されておらず、機械構造用
として広く使用されるに至っていない。

これに対して、経済的であり、高強度且つ耐摩
れ破損性に優れた構造用鋼として、例えば特開昭

ることを目的とする。

(課題を解決するための手段)

上記した本発明の目的を達成するために、本発
明者等は、鋭意実験・研究を重ねた結果、2000時
間以上の期間にわたる遅れ破損が発生せず、且つ
140 kgf/mm²以上の引張り強さを有する鋼を得る
ためには、以下に示す条件を満足することが有効
であることを知見した。

(a) 低P、低S化にして更に低Mn、低Si、低Cr化
することにより、粒界腐食の著しい腐蝕化が行
われ、それによって粒界が極めて強化されて耐
摩れ破損性が大きく改善されること。

(b) NiとMo、V及びNbとを複合添加すれば鋼の鋼
粒化が著しく促進され、それに伴う粒界腐食の
程度が耐摩れ破損性の改善に有効であること。

(c) 上記の(a)と(b)、V及びNbとの複合添加は、ま
た鋼の炭素が軟化低炭素を著しく高め、それによ
って高い炭素濃度の採用が可能となり、耐摩
れ破損性の改善に有効であること。

本発明はかかる知見に基づいて成されたもので

CH435 低合金鋼、0.31% C-0.8% Cr-1.8%
Ni-0.2% Moの組成を有するJIS G4103 SNC431
の低合金鋼中、さらに0.2% C-0.8% Cr-0.90
2% Bの組成を有するボロン鋼などの熱延材に炭
素処理を施すことによって製造されてい
る。

しかし、これらの機械構造用鋼を鋼板に供
した場合、125 kgf/mm²以上の引張り強さを有す
るものにおいては、使用中に遅れ破損を生じる場
合があることから、高強度ボルトやP C鋼棒をは
じめとして自動車や土木機械の重要保安部品とし
ては品質の安定性に欠けるといふ問題があった。

なお、遅れ破損とは、静荷重下におかれた鋼が
ある時間経過後に突然脆性的に破断する現象であ
り、外部環境から鋼中に侵入した水素による一層
の水素脆性とされている。

このようないくつから上記の機械構造用鋼におい
ては、実用上その強度レベルが引張り強さで125
kgf/mm²以下に制限されているのが現状であり、
例えば高力ボルトに関しては、JIS B 1186(1979)

61-117248号、特開昭61-13045

6号、特開昭62-86149号、特開昭63-
199820号、特開昭64-47835号、及
び特開平1-88354号等の各公報に各種成分
の高強度鋼及びそれらの製造法が提案されている。
しかしながら、これらの125 kgf/mm²を超える
引張り強さを有する鋼でも、例えば鋼板用高強度
ボルトに使用できるほど完全に遅れ破損の発生す
る危険を払底できるものではなく、それらの適用
範囲は不満足で十分なものではない。

(発明が解決しようとする課題)

本発明は上記した産業界の要求に答えるべく、
140 kgf/mm²以上の引張り強さを有し且つ耐摩
れ破損性に優れた機械構造用鋼を提供することを目
的とする。

更に本発明の目的を詳細に説明すると、例えば
鋼板用高強度ボルト等と異なり、定期的な補修
いは取替を必要とし、一定期間例えば2000時間
以内の遅れ破損の発生を恐れない140 kgf/mm²
以上の引張り強さを有する機械構造用鋼を提供す

④ 日本国特許庁(JP) ④ 特許出願公開

④ 公開特許公報(A) 平3-243745

④ Int.Cl.⁷ 22 C 38/00 38/48

④ 出願番号 301 A

④ 出願日 7047-4K

④ 審査請求 未請求 請求項の数 3 (全6頁)

④ 発明の名称 耐摩れ破損性に優れた機械構造用鋼

④ 特 願 平2-40592

④ 出 願 平2(1990)2月20日

④ 発 明 者 津 村 輝 隆 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式
会社小倉製鉄所内

④ 発 明 者 中 里 福 和 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式
会社小倉製鉄所内

④ 発 明 者 三 野 匡 之 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式
会社小倉製鉄所内

④ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

④ 代 理 人 井理士 渡上 満好 外1名

明 細 書

(産業上の利用分野)

本発明は、140 kgf/mm²以上の引張り強さを有
し、且つ耐摩れ破損性に優れた高強度ボルトやP
C鋼棒、更に大型機械用の高強度鋼板などの機
械構造用鋼に関するものである。

更に詳細には本発明は、構造物の大型化に伴い
自重の軽減と断面減少による材料と施工費の節約
によって経済性の向上が要求されつつある量産鋼
である高強度鋼、更には構造物、機械部品などの
高強度化、軽量化に伴って高応力に耐え、しかも
比強度の高いことの要求される強力鋼および超強
力鋼に関するものである。

(従来の技術)

近年、特に構造物の大型化、自動車やトラック、
土木機械等の軽量化に伴い引張り強さが140 kgf/
mm²以上の機械構造用鋼、特に高強度ボルトやP
C鋼棒の開発が要求されてきている。

従来、一般に100 kgf/mm²以上の引張り強さを
有する機械構造用鋼は、例えば、0.35% C-
1.0% Cr-0.2% Moの組成を有するJIS G 4105 S

1. 発明の名称

耐摩れ破損性に優れた機械構造用鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、C: 0.35~0.50%、Si: 0.20%以
下、Mn: 0.35%以下、P: 0.012%以下、S:
0.01%以下、Al: 1.0~3.0%、Cr: 0.25%以
下、Mo: 0.40~1.5%、V: 0.05~0.50%、Nb:
0.005~0.20%、Ni: 0.005~0.10%を含有
し、残部は実質的にFe及び不可避免的不純物から
なることを特徴とする耐摩れ破損性に優れた機
械構造用鋼。

(2) 成分元素として、更にCo: 0.05~0.60%を含
有することを特徴とする請求項1記載の耐摩れ
破損性に優れた機械構造用鋼。

(3) 成分元素として、更にTi: 0.15%以下、Ti:
0.10%以下の1種又は2種を含有することを特
徴とする請求項1又は2記載の耐摩れ破損性に
優れた機械構造用鋼。

3. 発明の詳細な説明

感受性が増加し、また他の合金成分と関連して耐酸化性を高めることから、本発明ではその含有量を0.35～0.50%とした。

Si: Siは鋼の耐酸化性及び強度増加のために有効な元素であるが、多量に添加すると粒界酸化をきたして遅れ破壊の発生を促進する。従って耐遅れ破壊性の改善を目的とする本発明ではSiの含有量を低く抑えて0.20%以下とした。

Mo: Moは炭素の他、侵入性向上に有効な元素であるが、多量に添加すると粒界にMoの酸化物を生成することにより、また粒界でのPやCrとの共析により、粒界酸化現象が生じて遅れ破壊の発生を促進する。

さらに、MoはSと結合してMnSを形成し、これが鋼の起点となることから、耐遅れ破壊性の改善のためには強力その含有量を低下させなければならない。従って、耐遅れ破壊性の改善を目的とする本発明ではMoの含有量を0.35%以下とした。

P: Pはいかなる熱処理を施してもその粒界腐蝕

あり、その要旨は、重量%で、C: 0.35～0.50%、Si: 0.20%以下、Mo: 0.35%以下、P: 0.012%以下、S: 0.01%以下、Mn: 1.0～3.0%、Cr: 0.25%以下、Ni: 0.40～1.5%、V: 0.05～0.50%、Nb: 0.005～0.20%、Al: 0.005～0.10%を含有し、必要に応じて更に、

- ① Cu: 0.05～0.60%
- ② Zr: 0.15%以下、Ti: 0.10%以下の1種又は2種

の1区分又は両区分を含む、鉄基は実質的にFe及び不動態的不純物からなる耐遅れ破壊性に優れた鋼組成物である。

(作用)

以下に、本発明における鋼の成分組成の限定理由について述べる。

C: Cは鋼の侵入性増加、強度増加に加えて結晶粒の粗大化のためにも有効な成分であるが、その含有量が0.35%未満では侵入性劣化を来し、又所望の強度を確保することが出来ない。一方、0.50%を超えて含有させると侵入時の破壊れ

を完全に排除することはできず、かつ、粒界強度を低下させ耐遅れ破壊性を劣化させるため、その上限を0.012%とした。

S: Sは上述したようにMoと結合して割れの起点となり、さらに母相でも粒界に偏析して酸化を促進するため、強力その含有量を低く制限することが必要である。従って、本発明ではSを0.01%以下とした。

Mn: Mnは鋼の侵入性と耐性を向上させ、且つ特にMo、V、Nbとの複合添加で著しく鋼を固溶化し、遅れ破壊強度を著しく高めるので耐遅れ破壊性の改善に極めて有効な元素である。しかし、その含有量が1.0%未満では固溶作用に所望の効果を得られず、一方、3.0%を超えて含有させてもその効果は飽和し、且つコスト的に高くなるので、本発明ではその含有量を1.0～3.0%とした。

Cr: Crは鋼の侵入性と強度増加のために有効な元素であるが、多量に添加すると粒界でPやMoとの共析により、粒界酸化現象を生じて遅れ破

壊が加速する上に印によって耐性の劣化を招く場合があることから、本発明ではその含有量を0.05～0.50%と定めた。

Nb: Nbは鋼の強度、耐性の向上と細粒化に対して効果を有し、特にTi、Mo、Vとの複合添加で著しく鋼を固溶化し、遅れ破壊強度も著しく高めるので耐遅れ破壊性の改善に極めて有効な元素である。しかしながら、その効果を確保するためには、0.05%以上の添加が必要である。一方、0.20%を超えて添加するとその効果は飽和し、かつコスト的に高くなるので、本発明ではその含有量を0.05～0.20%とした。

Al: Alは鋼の炭素の安定化、均質化および細粒化を図るのに有効であるが、0.005%未満では所望の効果を期待することができず、一方、0.10%を超えて含有させてもその効果は飽和してしまい、また介在物の増大により脆化が発生し、耐性も劣化する。従って、本発明ではその含有量を0.005～0.10%とした。

Cu: Cuは外延環境からの鋼中の水素の侵入を抑

(実施例)

次に、本発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。なおこれらの実施例は本発明の効果を示す例示であって、本発明の技術的範囲を何等制限するものでないことは勿論である。

先づ通常の方法によって下記第1表に示す成分組成の鋼(符号A～O)を調製した。

鋼A～Iは、本発明の範囲内の組成を有しているもので、鋼J～Oは第1表中・印を付した点において本発明の範囲を外れたものである。

これらの調製鋼を連続熱処理法、或いは鋼塊法に調製した鋼とし、1200～1250℃に加熱して15mm厚に圧延し、これを870～1020℃の温度から、圧延後直ちに焼入れを施す直接焼入れ、あるいは前記した温度域に再加熱した後焼入れを施す再加熱焼入れを施した。230～650℃の温度域で焼戻しして、遅れ破壊特性を調査し、その結果を下記第2表に示した。

なお、遅れ破壊の発生有無の判定は、第1図に示すくさび押入型の遅れ破壊試験方法によった。

制し、また鋼の焼戻し軟化低減を付与して高い焼戻し温度の使用を可能とすることによって、耐遅れ破壊性を一層改善させる効果を有する。特に高強度の鋼の場合に高い耐遅れ破壊性を確保する目的で含有させるが、0.05%未満ではその効果が小さく、一方、0.60%を超えて含有させると、熱間加工性及び耐性の劣化をきたすので本発明ではその含有量を0.05～0.60%とした。

Zr: Zrは鋼中に収化物を弥散状に分散させて耐遅れ破壊性を一層改善させる効果を得るため、特に高強度の鋼の場合に、高い耐遅れ破壊性を確保する目的で含有させるが、0.15%を超えて含有させると耐性劣化をきたすので、本発明ではその含有量を0.15%以下と定めた。

Ti: Tiは鋼の細粒化と高強度化に効果を有するが、高強度を確保する目的で添加するが、0.10%を超えて含有させると鋼の耐性及び延性性が劣化するようになるので、本発明ではその含有量を0.10%以下と定めた。

すなわち、第1図(I)に示すような形状、寸法の試験片のノッチ部(第1図(ロ)に示す)に第1図(ハ)に示すようなくさびを挿入して静荷重をかけ、これを55℃に保持した温水中に入れ、割れの発生時間を観察した。なお、図中において、数字はmmの単位を示す。

試験環境として、55℃の温水中は、実使用環境の最も厳しい環境に相当する。従って、得られた遅れ破壊時間は、実使用のうちもっとも厳しい環境での遅れ破壊発生時間に相当すると考えられる。なお、耐遅れ破壊性の一つの判断基準を2000時間とした。この2000時間を一つの判断基準としたのは、1.5ヶ月を鋼材の定期的な補修あるいは点検期間と仮定し、その約半分の調査を見積もったからである。

第2表より、本発明鋼は遅れ破壊発生時間が長く、耐遅れ破壊性に優れていることが明らかである。

